

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-194505

(43)Date of publication of application : 10.07.2002

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
B21B 3/02
C21C 7/00
C21C 7/04
C21D 9/46
C22C 38/58

(21)Application number : 2000-389915

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 22.12.2000

(72)Inventor : FUJIMURA HIROSHI
TSUGE SHINJI

(54) FERRITE STAINLESS STEEL AND ITS PRODUCTION METHOD OF THE SAME

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide ferrite stainless steel superior in workability and toughness and the production method for the same.
SOLUTION: This invention relates to the stainless steel that contains, by mass, C: 0.02% or less, N: 0.02% or less, Cr: 10-30%, Si: 0.01-2.0%, P: 0.04% or less, S: 0.02% or less, Nb: 0.1-1% sol. Al: 0.001-0.2%, Mg: 0.0001-0.002%, Ca: 0.003% or less, Mn: 2% or less, O: 0.01% or less, with the distribution of 20 to 1000 pieces of aluminum magnesium inclusions per mm² into the steel, the size of which is 0.5 micrometers or greater in its longer axis. The production method for the stainless steel is also provided.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 05.02.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 03.08.2004

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マコード (参考)
C22C 38/00	302	C22C 38/00	302 Z 4K013
B21B 3/02		B21B 3/02	4K037
C21C 7/00		C21C 7/00	H
			K
7/04		7/04	C
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全10頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号	特願2000-389915 (P 2000-389915)	(71) 出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22) 出願日	平成12年12月22日 (2000.12.22)	(72) 発明者	藤村 浩志 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内
		(72) 発明者	柘植 信二 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内
		(74) 代理人	100103481 弁理士 森 道雄 (外1名)
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 フェライト系ステンレス鋼およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 加工性と韌性に優れたフェライト系ステンレス鋼およびその製造方法の提供。

【解決手段】 質量%で、C:0.02%以下、N:0.02%以下、Cr:10~30%、Si:0.01~2.0%、P:0.04%以下、S:0.02%以下、Nb:0.1~1%、sol. Al:0.001~0.2%、Mg:0.0001~0.002%、Ca:0.003%以下、Mn:2%以下、O(酸素):0.01%以下を含有し、鋼中に長径が0.5 μ m以上のAl-Mg系介在物が20~1000個/mm²分散しているステンレス鋼とその製法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】質量%で、C:0.02%以下、N:0.02%以下、Cr:10~30%、Si:0.01~2%、P:0.04%以下、S:0.02%以下、Nb:0.1~1%、sol. Al:0.001~0.2%、Mg:0.0001~0.002%、Ca:0.003%以下、Mn:2%以下、O(酸素):0.01%以下を含有し、鋼中に長径が0.5 μ m以上のAl-Mg系介在物が20~1000個/mm³分散していることを特徴とするフェライト系ステンレス鋼。

【請求項2】請求項1に記載の化学組成を有する鋼を溶製するに際し、脱炭精錬後にAlで脱酸し、次いで溶鋼にCaを添加し、その後さらにMgを添加してから溶鋼を铸造することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【請求項3】請求項1に記載の化学組成を有する鋼を溶製するに際し、脱炭精錬後にAl添加により脱酸し、さらに溶鋼1t当たり0.2~10kgのAl-Mg系介在物とTiNの複合介在物が分散するTi含有鋼を溶鋼に添加してから溶鋼を铸造することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【請求項4】請求項1に記載の化学組成を有する鋼を铸造後に熱間圧延する際、雰囲気温度1100~1250℃の加熱炉で加熱した後、仕上げ圧延温度を700~900℃にて熱間圧延することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、加工性と韌性に優れたフェライト系ステンレス鋼とその製造方法に関する。このステンレス鋼は、耐食性、耐酸化性および耐候性が必要とされる家庭電化製品、自動車排ガス系部品、金属屋根および化学プラントの配管などに好適な高耐食性ステンレス鋼であって、プレス成形や曲げ加工などの成形加工における加工特性(加工性)と耐衝撃破壊特性(韌性)に優れている。

【0002】

【従来の技術】フェライト系ステンレス鋼は、耐食性、耐酸化性および耐候性に優れているので、家庭電化製品、自動車排ガス系部品および金属屋根などに広く用いられている。そこで鉄鋼メーカーは、フェライト系ステンレス鋼を低価格で市場に供給するため、例えば鋼板の場合、連続铸造したスラブを鍛造することなく熱間圧延するプロセスを採用している。

【0003】しかしながら、この省プロセスで製造されたフェライト系ステンレス鋼板では、韌性と加工性低下に起因する次のような問題が生じる。

【0004】その一つは、韌性低下による中間工程(例えば酸洗、冷間圧延)での破断問題である。この問題はフェライト系ステンレス鋼の肉厚が厚いほど生じやす

い。

【0005】もう一つは、成形時に発生するリジング発生による割れの問題である。リジングとは成形時に鋼表面に生じるシワ状欠陥であり、リジングの顕著な鋼ほど加工性が劣る。このようなシワ状欠陥は、鋼管、鋼線および棒鋼を製造する際にも問題となる。このシワ疵は、熱間加工時に生成し、その後の酸洗により除去することができないため、研磨除去しなければならず、製造コストの上昇を招く。

10 【0006】この韌性の低下やシワ状欠陥の発生は、共通する原因であるフェライト系ステンレス鋼特有の粗大な凝固組織によって引き起こされる。

【0007】連続铸造によって製造されたフェライト系ステンレス鋼スラブは、その凝固過程で柱状晶が発達しやすい。この柱状晶は熱間加工によって再結晶しにくいので、粗大組織が残留するため韌性が低下する。

【0008】さらに、最終製品まで加工しても柱状晶に起因したバンド状粗大「コロニー」が最終製品まで残留しやすい。なお、「コロニー」とは、見かけは微細な結晶組織に見えるが、実は結晶方位の類似した結晶群のことをいう。このコロニーが、プレス成形を受けると単結晶のように塑性変形し、鋼板に大きな畝状のシワ、いわゆるリジングが発生する。

【0009】リジングの発生を防止するには、凝固組織の微細化と熱間加工工程での再結晶による方法がある。このうち、後者の方法では、熱間での強圧下、低温圧下と引き続く焼鈍をおこなうことになる。しかし、フェライト系ステンレス鋼は、耐酸化性が良好なためにスケールが薄く、工具との焼き付きによる表面疵が発生しやすいので、強圧下や低温圧下は困難である。また、本質的に熱間での再結晶が起こりにくいために、組織を微細化することが困難である。

【0010】一方、前者の凝固組織の微細化技術としては、例えばTiNの核作用による方法[鉄と鋼、66(1980)、110頁]や、溶鋼の電磁攪拌による方法[鉄と鋼、66(1980)、38頁]、およびAl系介在物とTi系介在物の複合介在物を分散させる方法(特開平11-323502号公報)が公表されている。

【0011】しかし、TiNにより連铸スラブの等軸晶率を高める方法は、例えば、0.4%程度のTiや0.016%程度のNを鋼に含有させて、TiNを溶鋼中に多量に析出させることが必要である。しかも、溶鋼過熱度 ΔT を40℃以下にするなどの条件を組み合わせなければ等軸晶率の高い(具体的には、60%以上)凝固組織が得られない。また、多量のTiNは、鋼の韌性を低下させるので、リジング防止との両立が困難となる問題がある。さらに、 ΔT を小さく制御することは、必ずしも容易なことではなく、一旦 ΔT が小さくなりすぎた溶鋼は铸造できないため、再昇熱作業が必要となるなどの

50

大きな問題を引き起こす。

【0012】電磁誘導攪拌による方法の場合には、 ΔT が高くて凝固途中の鋳片に対し溶鋼の攪拌位置を適正化することによって、40～60%の等軸晶率を安定して確保することができる。しかし、より高い等軸晶率を得るには、やはり ΔT を25℃未満の低い値に制御する必要がある。また、等軸晶の粒径もTiNによる方法よりも大きくなる。Al-Ti系複合介在物を分散させる方法は、連铸スラブの等軸晶率が高められ、加工性や靱性に優れたフェライト系ステンレス鋼が得られる。しかしながら、Ti、N量が少ない鋼に対しては安定してAl-Ti系複合介在物が分散しないので、良好な加工性が得られない。

【0013】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記現状に鑑みなされたもので、その課題は加工性と靱性に優れたTi、Nを含有しない、または含有しても含有量の少ないフェライト系ステンレス鋼とその製造方法を提供することにある。

【0014】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、Ti、Nを含有しない、または含有しても含有量の少ないフェライト系ステンレス鋼の製造スラブを鍛造を施すことなく熱間圧延する際、鍛造工程を省略することにより生じる靱性の低下やリジニングの発生を防止する方法を開発するため、鋭意、実験検討した結果以下の知見を得るに至った。

【0015】a) Ti、Nを含有しない、または含有しても含有量の少ないフェライト系ステンレス鋼では、Al-Ti系複合介在物による凝固組織の微細化を図ることはできないが、Al-Mg系酸化物を鉄凝固の核生成物質として溶鋼中に多数分散させれば微細な等軸晶の凝固が促進される。

【0016】b) Al-Mg系酸化物を鉄凝固の核生成物質として溶鋼中に多数分散させるには、脱炭精錬後にAlを添加して脱酸し、次いで溶鋼にCaを添加し、その後さらにMgを添加するか、またはAl-Mg系介在物とTiNの複合介在物が分散するTi含有鋼を所定量添加すればよい。

【0017】本発明はこのような知見に基づきなされたもので、その要旨は以下の通りである。

【0018】(1) 質量%で、C: 0.02%以下、N: 0.02%以下、Cr: 10～30%、Si: 0.01～2.0%、P: 0.04%以下、S: 0.02%以下、Nb: 0.1～1%、sol. Al: 0.001～0.2%、Mg: 0.0001～0.002%、Ca: 0.003%以下、Mn: 2%以下、O(酸素): 0.01%以下を含有し、鋼中に長径が0.5 μ m以上のAl-Mg系介在物が20～1000個/mm³分散していることを特徴とするフェライト系ステンレス鋼。

【0019】(2) 上記(1)に記載の化学組成を有する鋼を溶製するに際し、脱炭精錬後にAlで脱酸し、次いで溶鋼にCaを添加し、その後さらにMgを添加してから溶鋼を鋳造するフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【0020】(3) 上記(1)に記載の化学組成を有する鋼を溶製するに際し、脱炭精錬後にAl添加により脱酸し、さらに溶鋼1t当たり0.2～10kgのAl-Mg系介在物とTiNの複合介在物が分散するTi含有鋼を溶鋼に添加してから溶鋼を鋳造するフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【0021】(4) 上記(1)に記載の化学組成を有する鋼を鋳造後に熱間圧延する際、雰囲気温度1100～1250℃の加熱炉で加熱した後、仕上げ圧延温度を700～900℃にて熱間圧延することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

【0022】ここで、Al-Mg系介在物とは、検鏡面をエネルギー分散型X線分光法(EDS)により分析した場合の介在物中のMgとAlの質量比率(Mg/Al)が0.1～0.9の範囲にあるものとする。長径とは検鏡面で観察された介在物の最大径をいう。

【0023】

【発明の実施の形態】以下、本発明のフェライト系ステンレス鋼およびその製造方法において限定した条件について詳しく説明する。

(A) 鋼の化学組成(以下、「%表示」は全て「質量%」とする)

C、N: 各0.02%以下

C、Nは不可避免的に鋼に含有する元素である。その含有量がそれぞれ0.02%を超えると溶接HAZ部でCr炭窒化物を形成し、溶接HAZ部の耐食性が低下する。したがって、C、N量の上限值はそれぞれ0.02%とした。なお、特に耐食性が要求される場合は、C、N量の上限値を0.01%とするのが好ましい。

Cr: 10～30%

Crは、鋼の耐食性及び耐酸化性を高めるのに有用な元素である。しかし、その含有量が10%未満では、いずれの効果も十分に得られない。また、30%を超えて含有させると、 σ 脆化や475脆化が著しく靱性が極端に劣化する。したがって、Cr含有量の上下限値は10～30%とした。

Si: 0.01～2%

Siは、溶鋼の脱酸に有用であり、耐酸化性を高めるのに有用な元素である。しかし、その含有量が0.01%未満では十分な脱酸効果が得られない。一方、その含有量が2%を超えると鋼の靱性が著しく低下する。したがって、Si量は0.01～2%とした。さらに、加工性を重視する場合は、上限を0.3%とするのが好ましい。

【0024】P: 0.04%以下

Pは、高炉からの溶銑や電気炉からの溶鋼を用いて精錬する場合、不可避免的に含有してしまう不純物である。Pは、鋼を硬化し、延性ともに低下させるので、その含有量は低いほどよい。しかし、0.04%以下であれば特に問題ないので、その上限を0.04%とする。

【0025】S: 0.02%以下

Sは、P同様不可避免的に鋼に混入する不純物元素である。Sは、耐食性を特に要求する用途ではなるべく低下させるべきである。しかし、0.02%以下であれば特に問題ないので、その上限を0.02%とする。さらに好ましい上限は、0.008%である。

Nb: 0.1~1%

Nbは、C、Nを炭窒化物として固定して鋼の耐食性を改善するとともに、高温強度を高めるのに有用な元素である。しかし、その含有量が0.1%未満ではそれらの効果を得られない。また、その含有量が1%を超えると鋼が硬質になり延性を低下させる。したがって、Nb含有量は、0.1~1%とした。

【0026】sol. Al: 0.001~0.2%

Alは、脱酸に有用な元素であり、鋼の清浄度を上げることで延性を向上させることができる。しかし、sol. Alが0.001%未満では脱酸力に乏しく延性が低下する。一方、0.2%を超えて添加した場合、粗大なAlN析出によりやはり延性が低下する。したがって、sol. Al量は0.001~0.2%とした。なお、この延性向上が最も顕著に発現されるsol. Al量の範囲は、0.015%~0.1%である。なお、sol. Alとは酸可溶Alを示す。

【0027】Mg: 0.0001~0.002%

Mgは、本発明において重要な元素である。Ca添加後にMg添加することにより連続铸造スラブの等軸晶率を高めることができる。その結果、鋼板の延性や耐リジグ性が改善され、加工性の優れたフェライト系ステンレス鋼板が得られる。しかし、Mg含有量が0.0001%未満では所望の効果が得られない。また、過剰に添加すると、却って鋼の耐孔食性が低下する場合があります。耐食性劣化防止の観点からMgの上限値は0.002%とした。したがって、Mg含有量は0.0001~0.002%とした。

【0028】本発明のフェライト系ステンレス鋼は、少なくとも上記元素を含有しておればよく、またさらに下記のような元素を含有させてもよい。なお、以下のような元素を含有させても、加工性および延性には特に影響を及ぼさない。

【0029】Ca: 0.0030%以下

Caは、本発明において必ずしも鋼中に含有していなくてもよい。ただし、Al-Mg系酸化物を凝固核生成物質として溶鋼中に分散させるのに、Mgを添加しておこなう場合にはCaをAl脱酸後に必ず添加しなければならない。しかし、添加しても铸造後にCaとして残留し

ていなくてもよい。

【0030】このようなCaとMgの添加の組み合わせによって連続铸造スラブの等軸晶率を高めることができる。また、Caを添加すれば、Al脱酸鋼を連続铸造する際、浸漬ノズルの閉塞防止に有用である。しかし、0.003%を超えて含有させた場合、鋼の耐孔食性が著しく低下する。したがって、添加する場合Caの上限値は0.003%とするのがよい。なお、特に耐食性が要求される用途に用いる場合には、Caの上限値は0.0015%とするのが好ましい。これは、Ca系介在物が孔食の起点となりやすいためである。

【0031】Mn: 2%以下

Mnは、特に添加しなくてもよい元素で、不可避免的に鋼に混入する。添加すれば、上記のSi同様に、溶鋼の脱酸に寄与するが、添加する場合はその効果を確実に得るために0.1%以上含有させるのが望ましい。しかしその含有量が2%を超える場合、鋼が硬質となり加工性が低下する。

【0032】O: 0.01%以下

酸素は、本発明の課題である連続铸造スラブの等軸晶率向上に有効な元素である。しかし、敢えて添加する必要はない。その含有量が0.01%を超えると鋼の延性が著しく低下するので、酸素量は0.01%以下に低減することが好ましい。さらに、延性を向上させるには、O量は0.005%以下とするのがよい。

【0033】なお、現在のステンレス製鋼の技術、すなわちAOD、VODでの脱炭精錬後のAl、Siによる脱酸では、酸素量を0.0001%程度にするのが限界である。その様な低酸素でも本発明鋼としては問題ない。しかし、その含有量が0.0001%未満では原理的に連続铸造スラブの等軸晶率向上が不可能と推測されるので、下限値を0.0001%程度とするのが好ましい。

【0034】V: Vは特に添加しなくてもよい。Vは合金原料やスクラップなどを用いて溶製すると、0.2%程度まで不可避免的に含有してしまう元素である。Vは鋼の加工性や延性にあまり影響を及ぼさないで含有していても特に問題とならないが、2%を超えると鋼が硬質となり加工性が低下するので、上限は2%とするのが好ましい。

Mo、Cu: Mo、Cuは特に添加しなくてもよいが、添加すれば鋼の耐食性を高めるのに有用な元素である。しかし、その含有量がそれぞれ3%を超える場合、鋼の加工性が低下し成形時に割れが生じやすく生産性を著しく低下させる。したがって、Mo、Cuを添加する場合はそれぞれ上限値を3%とするのが好ましい。

【0035】B: Bは特に添加しなくてもよい。しかし、添加すれば鋼の二次加工性を改善するのに有用な元素である。その効果を得るには、最低0.0002%以上必要である。しかし、0.01%を超えて添加した場

合、鋼の靱性が低下する。従って、Bを添加する場合は、その含有量は0.0002~0.01%とするのが好ましい。

【0036】なお、不純物としてのTiは、0.02%以下程度で含有するが、特に問題はない。

【0037】(B) Al-Mg系介在物

上記の化学組成を有するフェライト系ステンレス鋼の加工性と靱性を高めるためには、長径が0.5μm以上のAl-Mg系介在物を鋼中に分散させておくことが重要である。本発明のフェライト系ステンレス鋼では、Al-Mg系介在物は casting slab の等軸晶率向上に不可欠の介在物である。この介在物を構成する必須元素は、Al、Mg、Oである。その他の構成元素として、Ca、Ti、Sなどを含んでいてもよい。なお、Al-Mg系介在物とは、前記したように検鏡面をEDS分析したときの介在物中のMgとAlの質量比率(Mg/Al)が0.1~0.9の範囲内にあるものとする。

【0038】Al-Mg系介在物を核として等軸晶を形成させるためには、この介在物の長径が0.5μm以上あり、かつその分布密度が検鏡面に20個/mm²以上であることが必要である。この場合、等軸晶率を40%以上確保でき、かつ等軸晶粒径を微細にすることが可能である。

【0039】ただし、0.5μm未満の介在物が同時に含まれている場合もあるが、この場合でも0.5μm以上のAl-Mg系介在物が存在すれば何ら問題ない。この介在物が5μmを超えると、熱間加工で製造した肉厚が5mm程度の中間製品の衝撃遷移温度が室温を大きく上回り、常法での製品の製造が困難となる。このような大型の介在物が分散していても靱性が劣化しないようにするには、その密度を5個/mm²未満にするのが好ましい。0.5μm以上のAl-Mg系介在物が多ければ多いほど凝固組織は微細になるが、1000個/mm²を超える場合も靱性が低下する。従って、0.5μm以上のAl-Mg系介在物分散密度は、20~1000個/mm²とする。

【0040】ここでAl-Mg系介在物の大きさや密度は、ダイヤモンド研磨仕上げした鋼板断面を検鏡面とし、走査型電子顕微鏡にて後方散乱電子像(BSE像)を写真に撮り、画像解析により測定できる。その組成については、EDS分析にて測定できる。その介在物分析時には、C、N、S、Mn、Nb、Ti、Zrやその他希土類元素が同時に検出される場合がある。その場合も、所望の効果は得られる。その理由は、これらの元素から形成される化合物の殆どは凝固完了後にAl-Mg系介在物に複合析出したものであり、凝固組織形成に直接影響し得ないからと推察される。

(C) 溶製方法

Al-Mg系酸化物を核生成物質として溶鋼中に分散させるのにCaおよびMgを用いておこなう場合のCa、

Mgの添加方法：Ca、Mgの添加は、溶鋼中への添加時期を適正にすればフェライト系ステンレス鋼の加工性や靱性を高めることができる。その添加方法は以下に説明する。

【0041】本発明鋼を溶製する際、AODやVODによる脱炭精錬後、Al添加により脱酸し、さらにCa、Mgをこの順で溶鋼に添加する。この方法が、連続製造スラブの等軸晶率向上に有効である。

【0042】これ以外の方法、Ca添加のみ、Mg添加のみ、あるいはMg、Caをこの順で添加する方法は、等軸晶率向上に有効でない。また、Al添加により脱酸する前にCa添加した場合、等軸晶率向上に有効でない。さらに、等軸晶率を高め、加工性や靱性を高めるには、Mg添加を casting 開始前の1時間以内にするのが好ましい。また、Ca、Mg添加量の上限については鋼組成条件を満たす範囲であればよく、下限は溶鋼1TON当たり純分に20gとするのが好ましい。連続製造中の溶鋼に電磁攪拌を施せば、Al-Mg系介在物制御との組み合わせにより、等軸晶粒がさらに微細化する効果がある。さらに、電磁攪拌は中心偏析も低減でき、鋼の靱性も改善する効果もある。従って、電磁攪拌はそれらの必要に応じて実施するのが好ましい。

【0043】この溶製方法により等軸晶率が向上するメカニズムは以下のように考えている。靱性を改善するため、Al脱酸により酸素を低減した連続製造スラブは、鉄凝固の核生成物質が少ないため、粗大な柱状晶凝固組織となりやすい。そのような低酸素の条件下で酸化物系の核生成物質を溶鋼中に分散させるには、まず第一に溶鋼との界面エネルギーが低いことが不可欠である。

【0044】一般に、固相/液相間より液相/液相間の方が界面エネルギーが低い。Al脱酸した状態でCaを添加すれば、鋼と同じくらいの融点を有するAl₂O₃-CaO系酸化物が液相状態で溶鋼に分散すると予想される。その酸化物を溶鋼中に分散させた上でMgを添加すれば、酸化物がAl₂O₃-MgO-CaO系酸化物となり、その複合酸化物より融点の高いAl-Mg系酸化物が晶出する。このような過程で生成したAl-Mg系酸化物は鉄凝固の核生成物質として溶鋼中に多数分散することとなり、等軸晶凝固が促進される。

【0045】Al-Mg系酸化物を核生成物質として溶鋼中に分散させるのに、Al-Mg系介在物とTiNの複合介在物が分散するTi含有鋼を添加する場合のTi含有鋼の添加方法：Al-Mg系介在物とTiNの複合介在物が分散するTi含有鋼の添加により、フェライト系ステンレス鋼の加工性や靱性を高めるのに有効な方法の一つである。その効果を得るには、まず第一にその添加時期を、AODやVODによる脱炭精錬後、Al添加により脱酸した後とする必要がある。Al添加していない溶鋼に添加した場合、等軸晶率が向上しない。

【0046】Al-Mg系介在物とTiNの複合介在物

とは、Al-Mg系介在物の外部がTiNで覆われている介在物をいう。Al-Mg系介在物は少なくともAl、Mgと酸素からなり、Ca、Si、MnおよびS等を含んでいてもよい。TiNにはO、SおよびC等を含んでいてもよい。Al-Mg系介在物とTiNの複合介在物が分散するTi含有鋼は、MgOを含むスラグを用いて溶鋼を脱酸精錬し、次いでTi添加後に铸造することにより得られる。

【0047】用いるTi含有鋼には、Al-Mg系介在物とTiNの複合介在物が必ず分散していることが必要である。

【0048】Al-Mg系介在物の粉体やTiNと複合化していないAl-Mg系介在物を分散する鋼であった場合、等軸晶率は向上しない。

【0049】Ti含有鋼の化学組成は特に限定するものではなく、Ti含有フェライト系ステンレス鋼やTi含有炭素鋼でよい。

【0050】その添加量は、溶鋼1t当たり0.2~10kgとする必要がある。添加量が溶鋼1t当たり0.2kg未満の場合は、等軸晶率は向上しない。また、添加量が溶鋼1t当たり10kgを超える場合は、溶鋼温度が下がり添加鋼が完全に溶解せず連続铸造がおこなえなくなる。したがって、Ti含有鋼の添加量は溶鋼1t当たり0.2~10kgとした。

【0051】上記Ti含有鋼の添加により等軸晶率が向上するメカニズムは以下のように考えている。Al-M

g系介在物が分散するTi含有鋼を、十分脱酸した後のフェライト系ステンレス鋼溶鋼に添加すれば、Ti含有鋼に含まれるAl-Mg系介在物が溶鋼に分散する。そのとき外側を覆うTiNが界面活性剤として働き、Al-Mg系介在物の凝集粗大化を防ぐ。その結果、溶鋼に均一な分散状態を保ったAl-Mg系介在物は鉄凝固の核生成物質として効果的に作用し、等軸晶凝固が促進される。

【0052】上記製造条件は、下記のような試験に基づいて限定したものであり、その試験について説明する。

C: 0.007%, Si: 0.2%, Mn: 0.2%, P: 0.02%, S: 0.001%, Cr: 19%, Mo: 2%, Nb: 0.5%, N: 0.007%, Al: 0.02%を含有した鋼17kgを、真空溶解炉にて溶製した。

【0053】溶鋼の上に50%CaO-25%Al₂O₃-10%MgO-15%CaF₂系スラグを溶融させた。スラグ溶融後、約1600℃の溶鋼にCa、Mg、あるいはAl-Mg系介在物とTiNの複合介在物が分散したTi含有鋼を表1に示す方法で添加して50mm厚さ、180mm幅、230mm高さに铸造した。その铸件の下から150mm高さ部の断面のマクロ組織を王水にて現出し、等軸晶率を測定した。

【0054】

【表1】

表1

溶製鋼No	Ca, Mg添加量と添加順序	等軸晶率(%)	Ca(ppm)	Mg(ppm)
0	Ca, Mg無添加	5	<1	1
1	Mg1.7gを添加	31	<1	5
2	Ca1.7gを添加	10	8	1
3	Mg1.7gを添加、10分後にCa1.7gを添加	5	1	1
4	Ca1.7gを添加、10分後にMg1.7gを添加	76	3	2
5	Ca1.7g及びMg1.7gを同時に添加	12	2	1
6	0.3%Ti含有鋼1.7gを添加	17	3	4
7	0.3%Ti含有鋼50gを添加	100	<1	2

Caは21%Ca-48%Si-bal.Fe合金、Mgは16%Mg-bal.Ni合金を用いて添加

Ca分析は酸分解法による

Mgは、酸分解法では検出限界以下である場合が殆どであったので、鋼中酸化物分析法の一つである奥素-メタノール法により分析

次に、铸造みままの铸件を1150℃1h均熱後5mm厚まで7パスにて熱間圧延し、600℃から40℃/hで徐冷した。その熱延鋼板より2mmVノッチの元厚シャルピー試験片にて衝撃試験をおこない、延性-脆性遷移温度vTsを求めた。

【0055】熱延鋼板を1000℃で10分間保持した後空冷する焼鈍を施した後、2mmVノッチの元厚シャルピー試験片にて衝撃試験をおこない、延性-脆性遷移温度vTsを求めた。

【0056】また、焼鈍鋼板を厚さ4.5mmに機械研削し、厚さ1.2mmまで冷間圧延した。その鋼板に含まれるCa、Mgの化学分析を行った。冷延鋼板を1030℃5分ACで焼鈍し、圧延方向を長手方向にJIS

5号引張試験片を4本採取し、その平行部を鏡面に研磨仕上げした。その引張試験片を20%引張変形させ、表面に現れたリジンを以下のグレードに従って評価した。

【0057】

グレード うねり高さ(μm)

A : 10以下

B : 10~20未満

C : 20~40未満

D : 40以上

なお、本発明が目標とするリジニンググレードは指標AとBである。表1に示すように、溶製No. 4、7の方法で製造した铸件の等軸晶率が76、100%と高いこと

が判明した。さらに、それらは表2に示すように、その
 鋳片より製造された熱延板の靱性や冷延鋼板のリジング
 は他の鋼と比較して良好であった。

【0058】

【表2】

表2			
溶型 No.	熱延まま材の 靱性 (vTs)	熱延焼鈍材の 靱性 (vTs)	リジンググレード
0	50	-30	D
1	50	-40	C~D
2	40	-30	C~D
3	50	-40	D
4	20	-70	A~B
5	45	-35	D
6	45	-45	C~D
7	20	-75	A

次に、鋳片の凝固組織が等軸晶微細化したのは、何らかの
 介在物が関与していると考えられるので、鋼中に分散
 する介在物を詳細に調査した。

【0059】まず、介在物組成を調査した結果を述べ
 る。熱延鋼板の断面をダイヤモンド研磨し、走査型電子
 顕微鏡 (SEM) により介在物を観察し、その組成をエ
 ネルギー分散型X線分光法 (EDS) により分析した。
 その結果、介在物の殆どはAl系介在物とNb系介在物の
 複合状態で存在することが判明した。Al系介在物には、
 Al、Mg、Caなどが含まれていた。Nb系介在物
 は、状態図計算により恐らくNb炭窒化物やFe₂Nb
 等のLaves相と判断された。

【0060】等軸晶凝固に関与しうる介在物は、凝固温
 度約1500℃において晶出する溶解度の小さい酸化物
 と推定される。そこで、酸化物密度を以下の方法で測定
 し、等軸晶率との関係を調べた。

【0061】熱延鋼板の断面をダイヤモンド研磨し、観
 察面とする。観察面のBSE像をみると、母相の鋼より

黒く写る介在物はほとんど全てAl系介在物であった。
 そこで、Al系介在物密度をBSE像写真の画像解析に
 より求めた。さらに、介在物中のAl、Mg量に着目
 し、Mg/Al比が0.1以上であるAl-Mg系介在
 物の存在割合を求め、Al-Mg系介在物密度も求め
 た。なお、測定した介在物の大きさ (長径) の下限値は
 0.5μmとした。この値は、わずかな過冷度1.5℃
 のもとでδ鉄が核生成するときのδ鉄の臨界核サイズに
 相当する。つまり0.5μm以上であれば、等軸晶凝固
 の促進に有効と判断される。一方0.5μm未満の介在
 物は、δ鉄の核生成に不利であるだけでなく、凝固開始
 前に晶出していなかった可能性も高い。

【0062】その結果、表3に示すように、鋳片の等軸
 晶率はAl-Mg系介在物密度と相関があり、20個/
 mm²以上にて等軸晶率が向上するが判明した。

【0063】

【表3】

表3				
鋼No.	Al系介在物密度 (A) (個/mm ²)	Al-Mg系介在物密度 (M) (個/mm ²)	Al-Mg系の割合 (M/A)	等軸晶率 (%)
0	44	4	0.1	5
1	25	15	0.6	31
2	109	11	0.1	10
3	39	8	0.2	5
4	127	102	0.8	76
5	40	12	0.3	12
6	51	5	0.1	17
7	86	26	0.3	100

(D) 熱間圧延

上記化学組成とAl-Mg系介在物を有したフェライト
 系ステンレス鋼は下記の条件で熱間圧延することにより
 さらに加工性や靱性を高めることができる。すなわち、
 上記化学組成を有するフェライト系ステンレス鋼の連続
 鋳造鋳片を雰囲気温度1100℃以上の加熱炉中で加熱
 後熱間圧延し、最終の仕上げ圧延機出側での鋼板温度が
 700~900℃の温度範囲になるように仕上げ圧延す
 る。加熱炉の炉内雰囲気温度を1100℃未満とする
 と、スラブ表面のスケール生成量が著しく減少し、続く
 熱間圧延にて圧延ロールとフェライト系ステンレス鋼が
 凝着し焼き付き疵が発生しやすくなる。したがって、加
 熱炉の雰囲気温度の下限は1100℃とした。さらに好

ましくは、1150℃以上である。一方、加熱炉の雰
 囲気温度が1250℃を超えると、熱間圧延中の再結晶が
 不十分となり鋼板の加工性や靱性が劣化するので、加熱
 炉の雰囲気温度の上限は1250℃以下とした。

【0064】熱延の最終仕上げ圧延温度は、700℃未
 満で仕上げ圧延すると表面疵が発生しやすくなる。一
 方、900℃を超えて圧延すると熱延板焼鈍による再結
 晶が不十分となるため鋼板の加工性が低下する。したが
 って、仕上げ圧延温度は、700~900℃の範囲内と
 した。さらに加工性を高めるためには、最終仕上げ圧延
 温度を850℃以下とすることが好ましい。

【0065】より低温で仕上げることにより、熱延板焼
 鈍後のミクロ組織が均質な整粒組織となり加工性が高ま

る。この効果は、Al-Mg系介在物によりCCスラブの凝固組織を制御した場合により顕著に現れる。

【0066】

【実施例】以下、実施例により本発明の効果について具体的に説明する。

【0067】（実施例1）表4に示す7種の化学組成のフェライト系ステンレス鋼（各70ton）を溶製し、脱炭精錬した後表5に示すようにSiまたはAlを添加し、次いでCa、MgまたはTi含有鋼を添加し、溶鋼

過熱度 ΔT を30～70℃として200mm厚さ、1050mm幅に連続 casting してスラブとした。各鋼種につき4本づつスラブを製造し、表5に示す条件にて加熱後、6mm厚まで熱間圧延した。その熱延鋼板は、1000～1050℃にて焼鈍し、酸洗によりスケール除去し、2mm厚まで冷間圧延した。

【0068】

【表4】

表4 (質量%、残部：Fe)

鋼No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	V	Al	N	O	Ca	Mg	Mo	Cu
1	0.008	1.15	0.43	0.02	0.001	13.2	0.43	0.04	<0.001*	0.006	0.005	0.0006	<0.0001*	-	-
2	0.005	0.95	0.27	0.02	0.001	13.4	0.44	0.05	0.027	0.007	0.002	0.0007	0.0005	-	-
3	0.005	0.97	0.25	0.02	0.001	13.2	0.44	0.08	0.029	0.009	0.003	0.0007	0.0004	-	-
4	0.005	0.92	0.21	0.02	0.001	13.3	0.45	0.03	0.044	0.009	0.003	0.0007	0.0003	-	-
5	0.005	0.31	0.21	0.02	0.001	19.3	0.45	0.11	0.007	0.008	0.007	0.0007	0.0001	2.0	-
6	0.009	0.16	0.29	0.03	<0.001	19.2	0.48	0.09	0.083	0.008	0.002	0.0003	0.0004	2.0	-
7	0.008	0.20	0.20	0.02	<0.001	19.5	0.46	0.07	0.051	0.008	0.001	0.0012	0.0006	1.1	0.8
8	0.007	0.08	0.24	0.03	<0.001	19.4	0.45	0.06	0.012	0.008	0.008	0.0005	0.0004	1.0	0.7

Al, Caは、酸分解法により析し酸可溶Al, Caを表す。

Mgは、酸可溶Mgと酸不可溶Mgの和である。

* 本発明で規定する範囲外を示す

【表5】

表5

鋼No.	脱炭	各種溶鋼添加	加熱炉温度	熱延仕上げ温度	備考
1	Si	なし*	1150	880～890	比較例
2	Al	Ca添加*	1160	880～890	"
3	Al	Ca添加後、Mg添加	1160	870～890	本発明例
4	Al	Ti含有鋼	1160	880～890	"
5	Al	Ca添加*	1190	880～900	比較例
6	Al	Ca添加後、Mg添加	1190	870～900	本発明例
7	Al	Ti含有鋼	1190	870～890	"
8	Al	Ca添加*	1200	870～890	比較例

Ca, Mg添加量は、溶鋼1TON当たり30～100g

Ti含有鋼は、0.3%Ti含有し、溶鋼1TON当たり1～3kg添加

* 本発明で規定する範囲外を示す

なお、表5における溶製No. 3、4、6、7は本発明の方法、それ以外は従来の方法により溶製したものである。

【0069】冷延鋼板は、1000～1050℃にて焼鈍、酸洗し、2D鋼板（酸洗表面仕上げ）とした。

【0070】表6には、2D鋼板中のAl-Mg系介在物密度、連続 casting スラブの等軸晶率、粒径、熱延鋼板の

割れ疵、および2D鋼板のリジンググレードを示す。鋼組成と介在物の分析結果より分かるように、鋼3、4、6、7は本発明鋼であり、鋼1、2、5、8は鋼組成あるいは介在物密度が本発明の範囲外にある比較鋼である。

【0071】

【表6】

表6

鋼No	Al-Mg系介在物の密度(個/mm ³)#1	スラブの等軸晶率(%)と等軸晶粒径(μm)#2	熱延焼鈍鋼板表面研削後の割れ数	2mm厚2D鋼板のリジンググレード	備考
1	5*	15, 5.0	1コイル	C, D, D, D	比較例
2	16*	26, 4.4	1コイル	C, C, C, D	"
3	127	45, 2.5	無し	B, B, B, B	本発明例
4	58	60, 1.8	無し	A, B, B, B	"
5	7*	25, 4.2	3コイル	C, C, D, D	比較例
6	220	71, 1.5	無し	A, B, B, B	本発明例
7	72	66, 1.8	無し	B, B, B, B	"
8	1142*	42, 2.0	4コイル	B, B, B, B	比較例

#1 Al-Mg系介在物の密度は、2mm厚2D鋼板を測定

#2 凝固組織観察位置は、連続 casting スラブ先端から約20mm

* 本発明で規定する範囲外を示す

以下に測定方法について説明する。

50 【0072】①Al-Mg系介在物密度の測定

2D鋼板の断面をダイヤモンド研磨し、観察面とする。観察面のBSE像より、母相の鋼より黒く写るSi系介在物やAl系介在物を10個以上EDS分析する。まずここで、BSE像で黒く写る介在物に対するAl-Mg系介在物の存在割合fを求める。次に、大きさ(長径)0.5μm以上のAl系介在物数NをBSE像写真の画像解析により求める。測定視野面積Sは2mm²とした。これにより、Al-Mg系介在物密度nは、『Nf/S』で求めた。

【0073】②スラブの等軸晶率と粒径

等軸晶率は、スラブの鋳造方向に垂直な断面の幅中央部(200mm厚さ、100mm幅)を王水で腐食し、等軸晶粒と柱状晶粒の面積比率より求めた。また、粒径Dは、3/8厚さ部(表皮下75mm)の平均切片長さLを求め、式『D=1.12L』により求めた。

【0074】③熱延鋼板の割れ疵

6mm厚の熱延焼鈍酸洗鋼板の表裏面をグラインダー研削し、鋼板表面の割れ疵を調査した。グラインダー研削は、鋼板表面性状を均質にするために行われるが、靱性の低い部分で脆化割れが生じることがある。割れ疵の長さは1~10mmであり、大きい疵では表から裏まで貫通しているものもある。従って、割れ疵の発生有無は鋼板の靱性評価の一つとして位置づけられる。

【0075】④リジンググレード

2D鋼板より圧延方向にJIS5号引張試験片を各2本採取し、20%引張変形後にリジンググレードを標準サンプルを用いて目視により判定した。標準サンプルのリジングによる表面うねり高さは以下の通りである。

【0076】

グレード うねり高さ(μm)

- A : 10以下
B : 10~20未満
C : 20~40未満
D : 40以上

なお、本発明が目標とするリジンググレードは指標AとBである。表6から明らかなように、本発明鋼はスラブの等軸晶率が40%を超え、粒径も3mm以下で微細である。一方、比較鋼はいずれも等軸晶率が低く、さらに粒径が4mm以上と非常に大きい。また、本発明鋼は、熱延鋼板の割れ疵がなく、リジンググレードA、Bと良好であるのに対し、比較鋼には割れ疵が発生し且つリジンググレードがC、Dと劣悪である。このように、本発明によればスラブの凝固組織が微細になり、鋼板のリジングや靱性が高められる。

【0077】(実施例2)表7に示す2種の化学組成のフェライト系ステンレス鋼(各70ton)を溶製し、脱炭精錬後に表8に示すようにSiまたはAlを添加し、次いでCa、Mgを添加し、溶鋼過熱度ΔTを30~70℃として200mm厚さ、1050mm幅に連続鋳造しスラブとした。各鋼種4本づつスラブを製造した。

【0078】表8に示す条件にて加熱後、6mm厚まで熱間圧延した。その熱延鋼板は、1000~1050℃にて焼鈍し、酸洗によりスケール除去し、2mm厚まで冷間圧延した。

【0079】

【表7】

表7 (質量%、残部:Fe)																介在物 密度	備考
鋼 No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	Ti	V	Al	N	O	Ca	Mg			
9	0.008	1.10	0.41	0.02	0.001	13.2	0.43	0.008	0.06	<0.001	0.006	0.005	0.0006	<0.0001*		3	比較鋼
10	0.007	0.99	0.37	0.02	0.001	13.4	0.44	0.007	0.08	0.027	0.007	0.002	0.0007	0.0005		125	本発明鋼

Al, Caは、酸分解法により分析した酸可溶Al, Caを表す

Mgは、酸可溶Mgと酸不溶Mgの和である

* 本発明で規定する範囲外を示す

【表8】

表 8										
鋼 No	試験 No	脱酸 剤	溶鋼添加 元素	加熱炉 温度(℃)	熱延仕上げ 率(%)	等軸晶	熱延板の 割れ疵	r 値	リジング グレード	備考
9	9	Si	なし	1090 *	860	15	発生	1.07	C	比較例
	10			1170	910 *	"	なし	0.94	D	"
	11			1150	840	"	"	1.03	C	"
	12			1160	690 *	"	発生	1.22	B	"
10	13	Al	Ca 添加	1170	920 *	65	なし	1.01	B	比較例
	14		後 Mg 添加	1160	860	"	"	1.06	A	本発明例
	15			1150	820	"	"	1.27	A	"
	16			1150	780	"	"	1.32	A	"

* 本発明で規定する範囲外を示す

r値: 圧延方向L、圧延直角方向C、圧延45度方向のJIS5号引張試験片を各2本計6本による試験の3方向の平均値

平均値の計算方法: $r(3方向平均) = \{rc + 2 \times (ra + rc)\} / 4$

冷延鋼板は、1000~1050℃にて焼鈍して酸洗し2D鋼板とした。表8には、各鋼の1本目のスラブのAl-Mg系介在物密度、等軸晶率及び鋼板全てのr値とリジンググレードを示す。

【0080】表8より明らかなように、加熱炉温度が1090℃と低かったり、熱延仕上げ温度が690℃と低い試験No. 9、12は熱延焼鈍酸洗鋼板の表面に焼き付き疵が観察された。また、熱延仕上げ温度が900℃

を超える試験No. 10、13はr値が低い。熱延仕上げ温度を下げるとr値、リジンググレード共に向上し、さらにその効果は本発明鋼10の方が比較鋼9より総じて高い。従って、本発明鋼は熱延条件との組み合わせによりさらに加工性を向上させることができる。

【0081】

【発明の効果】本発明によれば、連続鋳造スラブの金属

組織に占める微細な等軸晶の割合が多いので、厚肉の中間製品の靱性が良好で、最終製品の加工性と靱性が優れた鋼板が得られる。このため、鋼材の製造工程での脆性破断トラブルが回避でき、製品歩留まりも向上する。本発明の製造方法によれば、リジングや脆性割れのない高い加工性と靱性を備えた製品を比較的低コストで提供することができる。

フロントページの続き

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	テグコード ⁷ (参考)	
C 2 1 C	7/04	C 2 1 C	7/04	B
				F
C 2 1 D	9/46	C 2 1 D	9/46	R
C 2 2 C	38/58	C 2 2 C	38/58	

Fターム(参考) 4K013 AA02 BA14 DA03 EA19 EA25
EA29 EA32
4K037 EA01 EA04 EA05 EA09 EA12
EA14 EA15 EA18 EA19 EA22
EA23 EA25 EA27 EA28 EC04
FA02 FA03 FC02 FC03 FC04
FD01 FF03 FJ07 HA02 HA06